

مهندسی متالورژی و مواد

https://jmme.um.ac.ir/



تأثیر عملیات حرارتی پیرسختی و فرآیند اکستروژن بر خواص مکانیکی آلیاژ Al-3Mg-2.5Cu-xEr*

مقاله پژوهشی

محمد علی پور(۱)

DOI: 10.22067/jmme.2023.82403.1109

چکیده در این مقاله، اثر جوانه زای Al-30Er عملیات حرارتی و فرآیند اکستروژن بروی آلیاژ آلومینیوم Al-3Mg-2.5Cu مورد بررسی قرار گرفت. آمیژان نادر خاکی Al-30Er در درصدهای 0.5، 1، 1.5 و 2 ایربیوم به مذاب در دمای ۷۵۰ درجه سانتیگراد افزوده شد. مقدار بهینه‌ی Er برابر یک درصد وزنی به دست آمد. مطالعات ریزساختاری و شکست نگاری با میکروسکوپ الکترونی روبشی مجهز به طیف سنجی پراش اشعه ایکس انجام شد. عملیات حرارتی T6 شامل همگن سازی، کوئنچ سریع تا دمای اتاق و پیرسازی در دمای 120 ℃ به مدت 24 ساعت، برای دست یابی به استحکام بیشینه صورت گرفت. جهت از بین بردن تخلخل داخل نمونه ها و بهبود استحکام نمونه ها از فرآیند اکستروژن با نسبت 6 به 1 استفاده شد. برای نمونه های اولیه جهت اکستروژن قطر استوانه اولیه 29 میلی متر می باشد. با افزودن جوانه زا و اعمال عملیات حرارتی T6 و فرایند اکستروژن، بهبود قابل توجهی در خواص مکانیکی حاصل شد. میانگین استحکام کششی نهایی (UTS) نمونه ها قبل و بعد از عملیات حرارتی T6 و فرایند اکستروژن از 225 MPa تا 602 MPa افزایش یافت. افزودن یک درصد وزنی Er، اعمال عملیات حرارتی و فرایند اکستروژن، باعث ایجاد 167٪ بهبود در استحکام کششی در مقایسه با آلیاژ آلومینیوم پایه گردید.

واژه‌های کلیدی نادر خاکی، عملیات حرارتی، خواص مکانیکی، ریزساختار.

Effect of Aging Heat Treatment and Extrusion Process on Mechanical Properties of Al-3Mg-2.5Cu-xEr Alloy

Mohammad Alipour

Abstract *In this study, the effect of Al-30Er grain refiners, extrusion and heat treatment conditions on an Al-3Mg-2.5Cu aluminum alloy was studied. Different amounts of Al-30Er (0.5 wt.% Er, 1 wt..0% Er, 1.5 wt.% Er and 2 wt.% Er) were added to the molten alloy at 750 ◦C. The optimum level of Er was found to be 1 wt.%. Microstructural examinations and fracture surfaces were conducted by scanning electron microscopy coupled with an energy dispersive spectrometry. T6 heat treatment including quenching to room temperature and aging at 120 ℃ for 24 h was employed to reach to the maximum strength. In order to eliminate the porosity inside the samples and improve the strength of the samples, the extrusion process was used with a ratio of 6 to 1. For the prototypes in the direction of extrusion, the diameter of the primary cylinder is 29 mm. By adding grain refiners and applying T6 heat treatment and extrusion process, a significant improvement in mechanical properties was achieved. The average ultimate tensile strength (UTS) of the samples before and after T6 heat treatment and extrusion process increased from 225 MPa to 602 MPa. Addition of one percent by weight of Er, applying heat treatment and extrusion process, caused a 167% improvement in tensile strength compared to the base aluminum alloy.*

Keywords Rare earth, Heat treatments, Mechanical Properties, Microstructure.

* تاریخ دریافت مقاله ۱۴۰۲/۲/۲۴ و تاریخ پذیرش آن ۱۴۰۲/۷/۱۲ می‌باشد.

(۱) استادیار، مهندسی مواد، دانشکده مکانیک، گروه مهندسی مواد، دانشگاه تبریز

Email: alipourmo@tabrizu.ac.ir

مقدمه

ریزدانه کردن آلیاژهای آلومینیم از متداول ترین عملیات در صنایع شمش ریزی و ریخته گری آلیاژهای آلومینیوم است. این کار به طور معمول با اضافه کردن جوانه زا به مذاب صورت می گیرد. لذا استفاده از جوانه زای مناسب جهت ریزدانگی آلیاژهای آلومینیومی می تواند تاثیر زیادی بر کیفیت این گونه قطعات داشته باشد. آلیاژهای آلومینیوم سری ۵۰۰۰، یک آلیاژ آلومینیوم منیزیم است که خواص مقاومت در برابر خوردگی و چقرمگی و قابلیت جوشکاری خوب و استحکام متوسطی دارد [1] و از خانواده آلیاژهای آلومینیوم کارپذیر (Wrought Aluminum Alloy) است. آلیاژ آلومینیوم 5000 بیش از 70 سال پیش ساخته شد. با این حال طی دهه ی اخیر تحقیقات بسیاری پیرامون آن صورت گرفته است [1–4]. استحکام بالا و سبک بودن آلیاژ، ویژگی های جذابی هستند که به استفاده ی رایج آن در کاربردهای حمل و نقل منجر می شود. انواع این آلیاژها عبارتند از : آلیاژ آلومینیوم ۵۰۰۵ ، آلیاژ آلومینیوم ۵۰۵۰ ، آلیاژ آلومینیوم ۵۰۵۲ ، آلیاژ آلومینیوم ۵۰۵۶ ، آلیاژهای آلومینیوم گروه ۵۰۰۰ گرید ۵۰۸۳ ، آلیاژ آلومینیوم ۵۰۸۶ ، آلیاژ آلومینیوم ۵۱۵۴ و آلیاژ آلومینیوم ۵۲۵۲ . سایر آلیاژهای آلومینیوم سری xxx۵ شامل آلیاژ آلومینیوم ۵۲۵۴ ، آلیاژ آلومینیوم ۵۴۵۴ ، آلیاژ آلومینیوم ۵۴۵۶ ، آلیاژ آلومینیوم ۵۴۵۷ ، آلیاژ آلومینیوم ۵۶۵۲ و آلیاژ آلومینیوم ۵۶۵۷ هستند. در ضمن، آلیاژ آلومینیوم 5083 بدلیل دارا بودن استحکام به وزن بالا کاربرد وسیعی در صنایع هوافضا و دریایی پیدا کرده است [5]. آلیاژ آلومینیوم 5083 معمولا با فرایند شکل دهی تولید می شود که به استحکام بالا می انجامد. با این حال، هزینه ی این روش تولید در مقایسه با روش ریخته گری بسیار بالاست. با این تفاسیر، معایب ریخته گری متداول، از جهت ساختار مواد دارای نواقص ناشی از ریخته گری، نظیر تخلخل و حفره های انقباضی است که به استحکام کم می انجامد [6]. در دهه های اخیر استفاده از جوانه زاهایی نظیر Al-5Ti-B و Al-8B بیشتر شده و بر خواص تریبولوژی، مکانیکی و ریزساختار مجموعه ی آلیاژهای AA5000 در مطالعات بسیاری گزارش شده است [7–9].

واقعیت این ا ست که به وا سطه ی پیچیدگی سی ستم آلیاژ آلومینیوم و محدودیت مشخصه یابی اثرات عناصر نادر خاکی بر روی آلیاژهای آلومینیوم، همچنان مشــکلات علمی بســیاری در این خصــوص وجود دارد. بنابراین، لازم اســت که تحقیقاتی در خصوص اثرات و توزیع بسیاری از عناصر نادر خاکی (Er، Y، Ce، La، Gd، Nd، Sc، و غیره) در آلومینیوم خالص و آلیاژ آلومینیوم صورت گیرد.

بدلیل امکان پیرسازی آلیاژ مورد استفاده در این تحقیق، مراحل پیرسازی بر روی این آلیاژ انجام شد و تاثیر همزمان اعمال عملیات حرارتی پیرسازی و تغییر شکل مکانیکی (اکستروژن) بر روی این آلیاژ بررسی شد. طبق تحقیقات انجام شده تاثیر همزمان این دو فرآیند بر روی این سری از آلیاژها انجام نشده است. هدف اصلی این پژوهش، مطالعه‌ی اثر فرایند اکستروژن و عملیات حرارتی بر خواص مکانیکی و ریزساختار آلیاژ Al-3Mg-2.5Cu-xEr است.

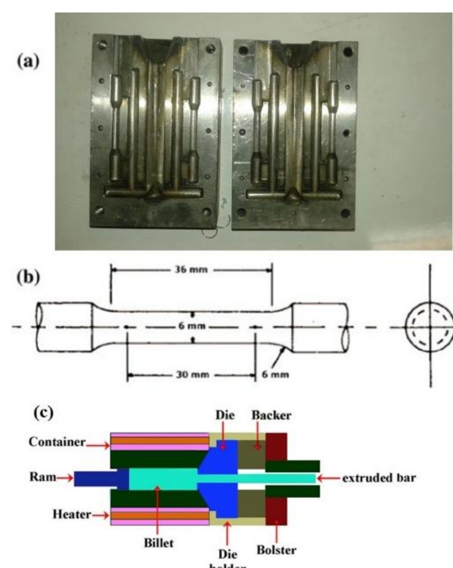
روش تحقیق

آلیاژ Al-3Mg-2.5Cu آلومینیوم به عنوان آلیاژ اولیه مورد استفاده قرار گرفت. فرایند ذوب آلیاژ در یک کوره ی مقاومت الکتریکی با استفاده از بوته ی کاربید سیلسیم انجام شد. Al، Mg و Cu عنصری خالص صنعتی (همگی با خلوص% 99.9) به عنوان مواد اولیه در تهیه‌ی شمش به کار گرفته شدند. شمش های آلیاژ Al-3Mg-2.5Cu آلومینیوم به قطعات کوچک برش خورده و سپس داخل یک بوته‌ی گرافیتی قرار داده شد. بوته ی گرافیتی در یک کوره مقاومت الکتریکی قرار داده شد. ذوب آلیاژ آلومینیوم با حرارت دهی تا دمای ~C° 750 صورت گرفت. مقادیر مختلفی از Al-30Er (0.5 wt% Er، 1 wt% Er، 1/5 wt% Er و 2 wt% Er) به آلیاژ مذاب در دمای C° 750 افزوده شد.

پیش از انجام آزمون کشش، فرایند اکستروژن بروی تمام نمونه ها اعمال گردید. به عبارتی نمونه های ساخته شده تحت شرایط مختلف با استفاده از پرس هیدرولیک با سرعت 1 mm/s در دمای C° 320 بروی شمش استوانه ای اولیه با قطر 29 mm با نسبت اکستروژن 6 به 1 (که نسبت سطح مقطع بیلت اولیه به سطح مقطع نهایی پس از اکستروژن است) اکستروژن شد. شکل (۱) قالب فلزی، ابعاد نمونه کشش و شماتیک قالب اکستروژن را نشان می دهد. بعد از اعمال اکستروژن بر روی نمونه ها، آزمون کشش بر روی نمونه ها مجدد انجام شد.

برای مطالعات ریزساختاری، میکروسکوپ الکترونی روبشی (ساخت Cam Scan MV2300) مجهز به تحلیل پراش انرژی پرتو X (EDX) مورد استفاده قرار گرفت. بخش های برش

خورده ی آلیاژ با استفاده از ورق سمباده ی پایه SiC پولیش شده و سپس با عامل کلر (ml HF 2، ml HCl 2، ml HNO3 5 و ml H2O 190) اچ شدند تا ساختار مورد نظر به دست آید. میانگین سایز دانه ی نمونه ها طبق استاندارد ASTM: E12 اندازه گیری شد. تعیین فاز با روش پراش پرتو X (ساخت Philips 1830) انجام شد. برای مطالعه‌ی اثر عملیات حرارتی (شرایط T6) بر خواص مکانیکی، نمونه‌های ریختگی آلیاژ Al-3Mg-2.5Cu به مدت 8 ساعت تا دمای 460 °C حرارت داده شده و سپس با آب فورا سرد شد. در نهایت، نمونه‌های سرد شده در دمای 120 °C به مدت 24 ساعت حرارت داده شده و با کوره سرد شدند [2]. آزمون کشش روی تمام نمونه ها در دمای اتاق و با استفاده از دستگاه SANTAM با نرخ کرنش 1 mm/min انجام شد. چهار نمونه آزمایشی برای هر حالت تست شده و مقدار میانگین در اینجا گزارش شده است.



شکل ۱ (الف) قالب ریخته گری، (ب) ابعاد نمونه تست کشش، (ج) قالب اکستروژن

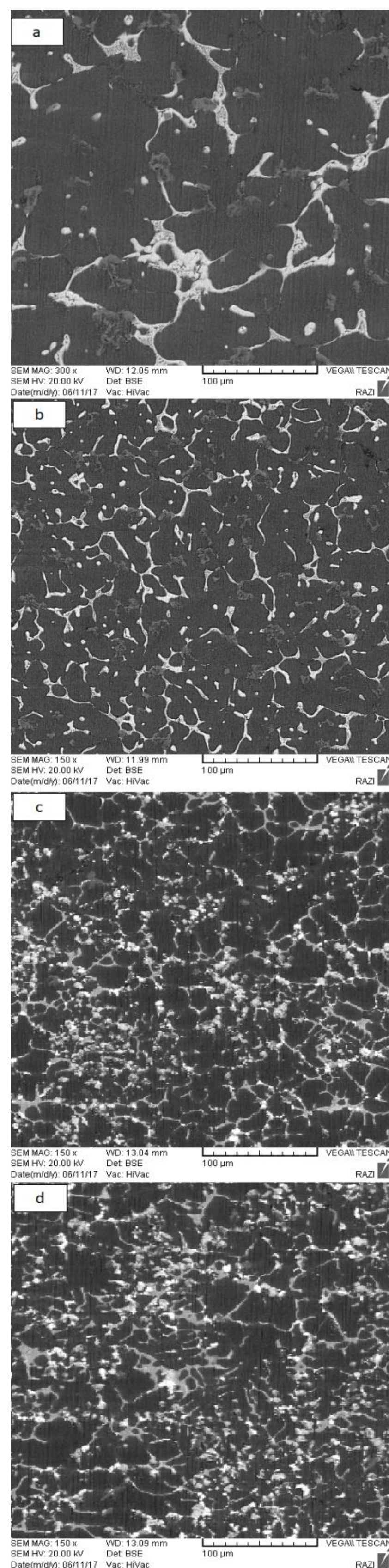
نتایج و بحث

مطالعات ریزساختاری

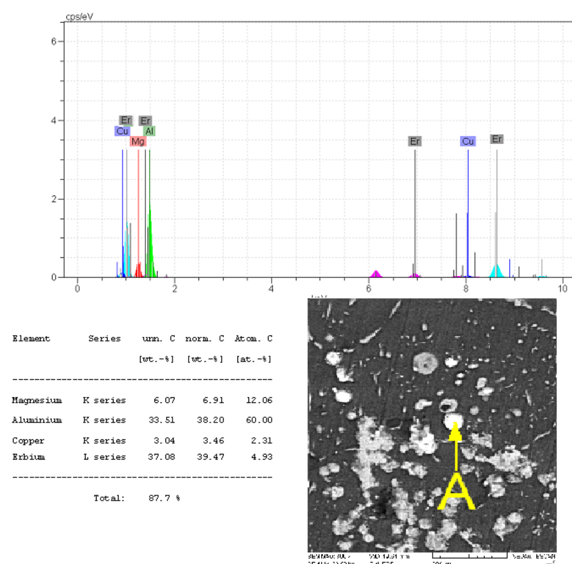
شـــکل (۲) تصـــاویر ریزســـاختار ریخته گری آلیاژ Al-3Mg-2.5Cu و ا صلاح شده با در صدهای وزنی مختلف Er را نشان می دهد. تصـاویر به وضـوح نشـان می دهند که پس از افزودن Er، تغییر قابل ملاحظه ای در مورفولوژی دندریتی آلیاژ Al-3Mg-2.5Cu رخ می دهد. ریزســـاختار آلیاژ شـــکل گلبولی دانه‌های α-Al اولیه را نشان می دهند که با فازهای ثانویه ی بین دندریتی احاطه شده است. طبق شکل (۳) ملاحظه می شود که افزودن Er تعداد مرزدانه ها را افزایش داده و بالطبع توزیع همگن تر رسوبات بین فلزی را تقویت می کند. روشن است که افزودن Er شـــکل و اندازه فاز یوتکتیک را تغییر می دهد. مقدار بهینه ی Er که می‌توان برای آلیاژ Al-3Mg-2.5Cu به کار برد، wt.٪ 1 وزنی می باشد.

شکل (۳) تصویر میکرو سکوپ الکترونی روبشی و آنالیز عنصـری آلیاژ ریختگی Al-3Mg-2.5Cu اصـلاح شـده با یک درصد وزنی Er را نشان می دهد. فازهای مختلف به وضوح در تصاویر قابل مشاهده هستند. علاوه بر این، EDX انجام شده روی این آلیاژ حاکی از وجود فاز بین فلزی Al_3Er بود که نشان می دهد مقدار Al و Er از ســطح میانگین ترکیب شــیمیایی در آلیاژ بالاتر بوده است.

شکل (۴) تأثیر مقادیر مختلف Al-30Er را بر اندازه دانه ی آلیاژ Al-3Mg-2.5Cu نشان می‌دهد. مشخص شد که میانگین اندازه دانه ی آلیاژ Al-3Mg-2.5Cu پایه در حدود 550 µm بوده است. افزودن Er به آلیاژ Al-3Mg-2.5Cu دانه های α-Al اولیه ی ستونی و درشت را به شدت ریز کرده و دانه های هم محور ریز α-Al با میانگین ســـایز 65 µm را به وجود می آورد. علت اصلی این است که ذرات Al_3Er حین انجماد دانه های α-Al به عنوان عامل های جوانه زنی عمل می کنند. به وضـــوح مشاهده می شود که ریزساختار آمیزان Al-30 wt% Er متشکل از ماتریس a-Al و فاز Al_3Er بین فلزی است. فاز Al_3Er به طور یکنواخت در ماتریس a-Al توزیع شــده اســت. مکانیســم های مختلفی برای فرایند ریزشدن دانه پیشنهاد شده است. در برخی از مکانیسم ها گفته شده است که وجود ذراتی نظیر Al_3Er در پروسه ی ریزشدن دانه مؤثر است. وجود برخی عناصر آلیاژی نظیر Mg و Cu باعث بهبود بازده برخی جوانه زا ها نظیر آمیزان Al-30Er می گردد. با افزایش مقدار درصد وزنی Er، این ذرات مرزدانه ها را تثبیت کرده و ریزشــدگی دانه را افزایش می دهند. همچنین این ذرات باعث تثبیت ترک شده و استحکام را بهبود می بخشند.

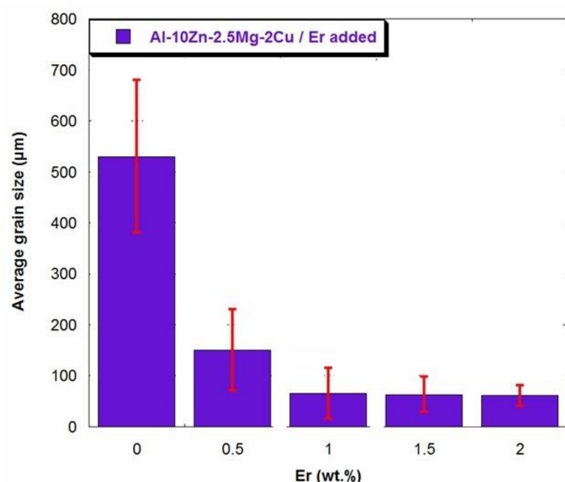


شکل ۲ تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی ریزساختار آلیاژ پایه با (الف) صفر درصد Er، (ب) 0.5 درصد Er ، (ج) 1 درصد Er و (د) 2 درصد Er



Element	Series	unn. C [wt.-%]	norm. C [wt.-%]	Atom. C [at.-%]
Magnesium	K series	6.07	6.91	12.06
Aluminium	K series	33.51	38.20	60.00
Copper	K series	3.04	3.46	2.31
Erbium	L series	37.08	39.47	4.93
	Total:	87.7 %		

شکل ۳ آنالیز عنصری اشعه ایکس آلیاژ آلومینیوم Al-3Mg-2.5Cu /1% Er

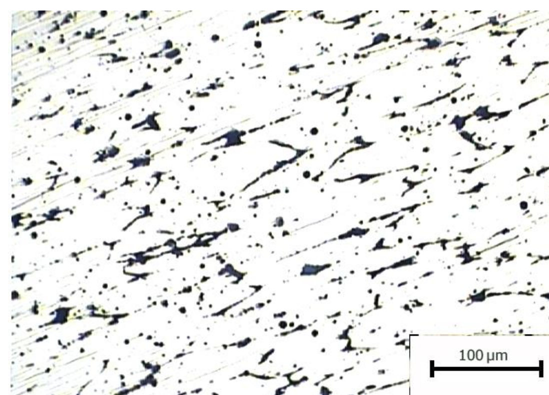


شکل ۴ اندازه دانه بر حسب میزان عنصر نادر خاکی Er

شکل (۵) تصویر آلیاژ ریختگی Al-3Mg-2.5Cu اصلاح شده با ۰,۵ wt% Er را پس از عملیات اکستروژن نشان می‌دهد. همانطور که در شکل مشاهده می‌کنید کل ساختار بهم ریخته و شکل دانه‌ها کاملا نامنظم بوده و در راستای اکستروژن کشیده شده است.

شکل (۶) تصویر آلیاژ ریختگی Al-3Mg-2.5Cu اصلاح شده با 0.5 wt%، 1 wt٪، و 2 wt٪ از Er را پس از عملیات حرارتی T6 نشان می‌دهد. روشن است که افزودن Er، شکل و اندازه رسوبات را تغییر می دهد. دلیل این امر که این سری از آلیاژ ها قابلیت عملیات حرارتی دارند این است که بخاطر حضور عنصر مس در داخل ترکیب این آلیاژ باعث شده است

که این سری از آلیاژها قابلیت عملیات حرارتی داشته باشند.

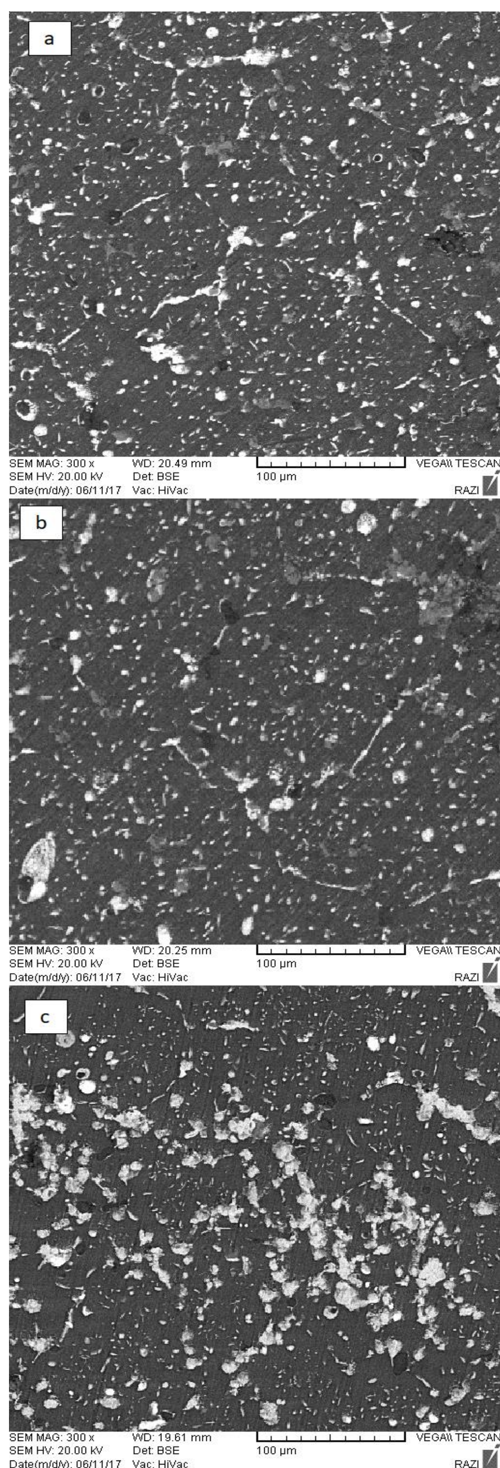


شکل ۵ ریزساختار آلیاژ Al-3Mg-2.5Cu بعد از فرآیند اکستروژن

رسوبات تشکیل شده در مراحل مختلف پیرسازی برای آلیاژهای 5xxx به این ترتیب است: محلول جامد فوق اشباع (α) تبدیل به فاز GP و سپس تبدیل به η' متاپایدار و سپس η پایدار می شود.

فاز η، فاز تعادلی است و فصل مشترک ناهمدوس با ماتریس α(Al) دارد. در این سه نوع رسوب، نواحی GP و فاز η' متاپایدار، فاز اصلی پیرسازی در آلیاژهای Al -Mg-Cu تجاری است. حضور ذرات فاز ثانویه معمولا باعث اعوجاج شبکه می شود. این اعوجاج‌ها شبکه هنگامی رخ می دهند که ذرات رسوب از نظر ساختار کریستالوگرافی و اندازه با اتم های میزبان فرق داشته باشند. فاز (η -MgCu) η در آلیاژهای حاوی منیزیم و مس تشکیل می شود و همیشه به عنوان بخشی از یوتکتیک حضور دارد. بنابراین ساختار یوتکتیکی متشکل از فازهای آلومینیمی (α) و η است و به صورت تقریبا لایه ای است. در رابطه با نوع ساختار فاز اتا اطلاعات دقیقی وجود ندارد و یک ساختار پیچیده دارد.

ذرات کوچکتر رسوب در یک شبکه‌ی میزبان باعث ایجاد تنش کششی در ساختار می‌شوند، درحالی که ذرات بزرگتر رسوب باعث ایجاد یک تنش فشاری در شبکه می‌شوند. نواقص نابجایی نیز یک میدان تنش ایجاد می‌کنند. بالای نابجایی یک تنش فشاری و پایین آن یک تنش کششی وجود دارد. متعاقبا، یک انرژی برهم کنش منفی بین یک نابجایی و یک رسوب وجود دارد که هریک به ترتیب یک تنش فشاری و یک تنش کششی ایجاد می‌کنند. به عبارت دیگر، نابجایی به سمت رسوب جذب می شود. به علاوه، یک انرژی برهم کنش مثبت بین یک نابجایی و یک رسوب وجود دارد که همان نوع میدان تنش را دارد. این بدین معناست که نابجایی توسط رسوب رانده می‌شود. با این حال، برای کسر حجمی ثابتی از ذره، در مقادیر بالاتر به دلیل افزایش فواصل ذره، این تنش می‌تواند کاهش یابد. نابجایی نیز می تواند پیرامون یک ذره ی رسوب خم شود که مکانیسم حاکم بر آن، مکانیسم اوروان نامیده می‌شود.



شکل ۶ تصویر SEM نمونه‌های اصلاح شده با (الف) 0.5 درصد Er، (ب) 1 درصد Er و (ج) 2 درصد Er. پس از عملیات T6

استحکام کششی

جدول (۱) خواص مکانیکی آلیاژ Al-3Mg-2.5Cu را تحت شرایط مختلف نشان می‌دهد. همان طور که در جدول (۱) مشاهده می‌شود، میانگین استحکام کششی نهایی (UTS) نمونه‌ها قبل و بعد از فرایندهای اکستروژن و عملیات حرارتی T6 از 225 MPa به 602 MPa افزایش یافته است. خواص کششی آلیاژ Al-3Mg-2.5Cu-xEr عمدتا به شکل، اندازه، توزیع دانه های α-Al، ساختار فاز ثانویه و توزیع بین فلزی ها در بین دانه ها بستگی دارد [10].

جدول ۱ استحکام کشش نهایی آلیاژ پایه و نمونه های اصلاح شده با Er تحت شرایط مختلف

Er %	As-cast	As-cast-T6	As-cast-extrusion	As-cast-extrusion-T6
0	230	460	275	510
0.5	245	480	303	530
1	270	500	317	580
1.5	242	475	300	528
2	235	468	278	512

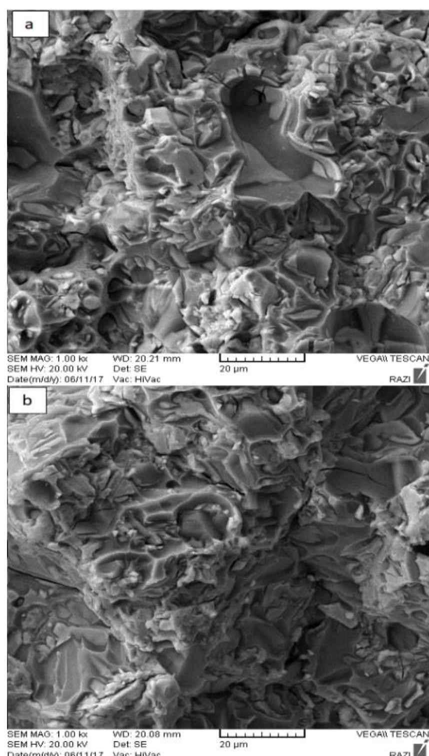
علت اصلی این بهبود، به احتمال زیاد اندازه کوچکتر دانه ها است که به توزیع یکنواخت تر و کوچکتری از فازهای ثانویه (بین فلزی ها) در آلیاژ Al-3Mg-2.5Cu-xEr-T6 منجر می شود. مشخص است که طبق نظریه ی هال-پچ هرچه دانه ها ریزتر باشند، استحکام بیشتر است [11]. ولی به واسطه ی مکانیسم های متعدد حاکم بر استحکام بخشی آلیاژهای Al 5xxx، به ویژه اندازه، وابستگی استحکام به اندازه ذره روشن نیست. ترکیبات بین فلزی ترد هستند و به عنوان محل های مهم جوانه زنی ترک حین بارگذاری شناخته می شوند. گزارش های متعددی نشان داده اند که رسوبات همدوس یا نیمه همدوس متاپایدار η حین عملیات پیر سازی تشکیل می گردند [12, 13]. استحکام نهایی نمونه های ریخته گری شده بدون افزودن آمیژان و فرآیند اکستروژن، مقدار کمی دارد که به دلیل وجود تخلخل های انقباضی داخل دانه ها و مرزدانه ها ست. با توجه به فرایند اکستروژن، مقادیر UTS نمونه ها پس از عملیات حرارتی T6 بیشتر از نمونه های تحت شرایط دمایی T6 بدون فرایند اکستروژن هست [14].

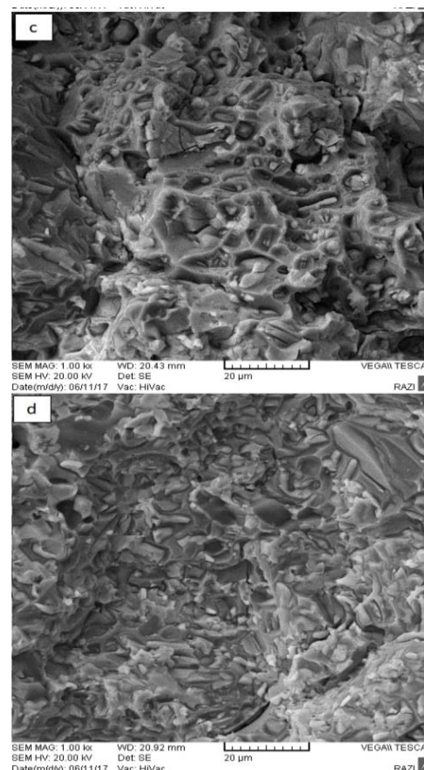
از طرف دیگر، می توان با رسوب دادن ذرات Al_3Er پس از افزودن آمیژان Al-30 wt% Er به آلیاژ Al-3Mg-2.5Cu استحکام آلیاژ پایه را بهبود داد. ذرات میکرو یا نانومتری Al3Er نقش مهمی در مکانیسم استحکام بخشی بازی می کنند. بنابراین، استحکام کششی نهایی آلیاژها با افزودن Er به طرز قابل توجهی افزایش یافت. این عمدتا به دلیل مقاوم سازی توسط ذرات رسوب Al_3Er است.

شکست نگاری

شکل (۷) سطوح شکست آلیاژهای ریخته گری را تحت شرایط مختلف نشان می دهد. در شکل (۷) به وضوح مشاهده می شود که صفحات کلیواژ و رگه های پارگی روی تمام سطح شکست آلیاژ اصلاح نشده مشهود هستند.

به واسطه ی اصلاح Er روی یوتکتیک، ناحیه ی صفحات کلیواژ کاهش یافته و تعداد حفره ها افزایش می یابد. در نتیجه، آلیاژ اصلاح شده با 1 wt٪ از Er حفره های بیشتر و استحکام بالاتری در مقایسه با سایر آلیاژهای اصلاح شده دارد. تحت شرایط اصلاح نشده، سطح ترک عمدتا با صفحه ی کلیواژ پوشیده شده است. به وضوح می توان نتیجه گرفت که میزان تخلخل آلیاژ از طریق استفاده از جوانه زای Er و فرایند اکستروژن به شدت کاهش می یابد. تخلخل ها برای خواص کششی ریخته گری مضر بوده و مطالعات متعددی به تشکیل تخلخل ها و اثرات آن بر خواص کششی پرداخته اند [15–17].





شکل ۷ سطوح شکست نمونه کشش برای (الف) آلیاژ پایه، (ب) 1 درصد Er، (ج) 1 درصد Er بعد از عملیات T6 و (د) 1 درصد Er بعد از عملیات T6 و فرآیند اکستروژن

نتیجه گیری

نتایج زیر از این مطالعه قابل استخراج است:

۱. خواص مکانیکی آلیاژهای Al-3Mg-2.5Cu عمدتا به شکل، اندازه رسـوبات و اندازه دانه ی α-Al و توزیع فازهای ثانویه بستگی دارد.

۲. Al-30Er مؤثر در کاهش سایز دانه، تغییر مورفولوژی دندریتی و ایجاد ریزساختار ریز و یکنواخت است.

۳. افزایش خواص کششی با افزودن جوانه زای Er به دلیل شکست دانه های α-Al اولیه و تشکیل دانه های α-Al با توزیع یکنواخت تر و توزیع باریک تر فازهای ثانویه است.

۴. درصد بهینه جوانه زای Er در این پژوهش یک درصد وزنی انتخاب شد که در این درصد وزنی از آمیزان، بیشترین خواص کششی بدست آمد.

۵. استحکام کششی نهایی آلیاژهای ریخته گری با افزودن Er به طرز قابل ملاحظه ای افزایش می یابد. این عمدتا به دلیل ریزشدن و پخش یکنواخت فاز یوتکتیک و دندریت a-Al و مقاوم سازی از طریق ذرات Al_3Er رسوبی با استفاده از مکانیسم اوراوان است.

تقدیر و تشکر

مراجع

[1] J. Hirsch, “Aluminium in innovative light-weight car design,” *Materails Transaction*, Vol. 52, no. 5, pp. 818-824, (2011). https://doi.org/10.2320/matertrans.L-MZ201132

[2] T. Dursun, C. Soutis, “Recent developments in advanced aircraft aluminium alloys,“ *Materials and Design*, Vol. 56, pp. 862-871, (2014). https://doi.org/10.1016/j.matdes.2013.12.002

[3] A. Haghparast, M. Nourimotlagh and M. Alipour, “Effect of the strain-induced melt activation (SIMA) process on the tensile properties of a new developed super high strength aluminum alloy modified by Al-5Ti-1B grain refiner,” *Materials Characterization*, Vol. 71, pp. 6-18, (2012). https://doi.org/10.1016/j.matchar.2012.05.015

[4] M. Alipour, M. Emamy, “Effects of Al–5Ti–1B on the structure and hardness of a super high strength aluminum alloy produced by strain-induced melt activation process,” *Materials and Design*, Vol. 32, pp. 4485-4492, (2011). https://doi.org/10.1016/j.matdes.2011.03.044

[5] M. Alipour, M. Emamy, R. E. Farsani, M. H. Siadati and H. Khorsand, “Effects of a modified SIMA process on the structure, hardness and mechanical properties of Al-12Zn-3Mg-2.5Cu alloy,” *Iranian Journal of Materials Science and Engineering*, Vol. 12, pp. 77-88, (2015).

[6] M. Alipour, B.G. Aghdam, H.E. Rahnoma and M. Emamy, “Investigation of the effect of Al–5Ti–1B grain refiner on dry sliding wear behavior of an Al–Zn–Mg–Cu alloy formed by strain-induced melt activation process,” *Materials and*

Design, Vol. 46, pp. 766-775, (2013). https://doi.org/10.1016/j.matdes.2012.10.058

[7] M. Alipour, M. Emamy, S.H.S. Ebrahimi, M. Azarbarmas, M. Karamouz and J. Rassizadehghani, “Effects of pre-deformation and heat treatment conditions in the SIMA process on properties of an Al-Zn-Mg-Cu alloy modified by Al-8B grain refiner,” *Materials Science and Engineering A*, Vol. 528, pp. 4482-4490, (2011). https://doi.org/10.1016/j.msea.2011.02.026

[8] M. Alipour, M. Emamy, M. Azarbarmas and M. karamouz, “Effects of Al-5Ti-1B master alloy on the microstructural evaluation of a highly alloyed aluminum alloy produced by SIMA process,” *AIP Conference Proceedings*, Vol. 1252, no. 1, pp. 1060-1072, (2010). https://doi.org/10.1063/1.3457501

[9] M. Alipour, M. Emamy, J. Rasizadeh, M. Karamouz and M. Azarbarmas, “Effects of Al-8B grain refiner on the structure, hardness and tensile properties of a new developed super high strength aluminum alloy,” *TMS Annual Meeting*, Vol. 2, pp. 309-320, (2011). http://dx.doi.org/10.1002/9781118062142.ch38

[10] G.S. Pradeep Kumar, P.G. Koppad, R. Keshavamurthy and M. Alipour, “Microstructure and mechanical behaviour of in situ fabricated AA6061–TiC metal matrix composites,” *Archives of Civil and Mechanical Engineering*, Vol. 17, no. 3, pp. 535-544, (2017). https://doi.org/10.1016/j.acme.2016.12.006

[11] M. Alipour, M. Emamy, J. Rasizadeh, M. Karamouz and M. Azarbarmas, “Effects of Al-5Ti-1B grain refiner on the structure, hardness and tensile properties of a new developed super high strength aluminum alloy,” *TMS Annual Meeting*, Vol. 3,pp 833-842, (2011). https://doi.org/10.1002/9781118062173.ch105

[12] M. Alipour, M. Azarbarmas, F. Heydari, M. Hoghoughi, M. Alidoost and M. Emamy, “The effect of Al-8B grain refiner and heat treatment conditions on the microstructure, mechanical properties and dry sliding wear behavior of an Al-12Zn-3Mg-2.5Cu aluminum alloy,” *Materials and Design*, Vol. 38, pp. 64-73, (2012). https://doi.org/10.1016/j.matdes.2012.02.008

[13] S.S. Mirjavadi, M. Alipour, A.M.S. Hamouda, M.K. Besharati Givi and M. Emamy,”Investigation of the effect of Al-8B master alloy and strain-induced melt activation process on dry sliding wear behavior of an Al-Zn-Mg-Cu alloy” *Materials and Design*, Vol. 53, pp. 308-316, (2014).https://doi.org/10.1016/j.matdes.2013.07.013

[14] B.M. Afshari, , S.S. Mirjavadi, Y.A. Dolatabad, M. Aghajani, M.K.B. Givi, M. Alipour and M. Emamy,” Effects of pre-deformation on microstructure and tensile properties of Al—Zn—Mg—Cu alloy produced by modified strain induced melt activation,” *Transactions of Nonferrous Metals Society of China (English Edition)*, Vol. 26, no. 9, pp. 2283-2295, (2016). https://doi.org/10.1016/S1003-6326(16)64349-2

[16] M. Alipour, M. Emamy, J. Rasizadeh, M. Azarbarmas and M. Karamouz, ”Effect of predeformation and heat treatment conditions in the modified SIMA process on microstructural of a new developed super high-strength aluminum alloy modified by A1-8B grain refiner,” *TMS Annual Meeting*, Vol. 3, pp. 843-853, (2011). https://doi.org/10.1002/9781118062173.ch106

[17] M. Alipour, M. Emamy, J. Rasizadeh, M. Karamouz and M. Azarbarmas, ”Effects of Al-8B grain refiner on the structure, hardness and tensile properties of a new developed super high strength aluminum alloy,” *TMS Annual Meeting*, Vol. 2, pp. 309-320, (2011).http://dx.doi.org/10.1002/9781118062142.ch38